

PCT/JP 2004/014039

日 本 国 特 許 庁
JAPAN PATENT OFFICE

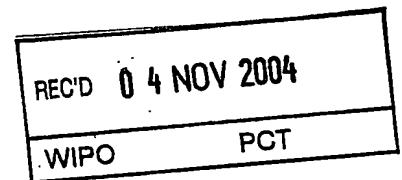
17. 9. 2004

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出 願 年 月 日 2 0 0 3 年 9 月 2 6 日
Date of Application:

出 願 番 号 特 願 2 0 0 3 - 3 3 5 7 3 1
Application Number:
[ST. 10/C] : [J P 2 0 0 3 - 3 3 5 7 3 1]



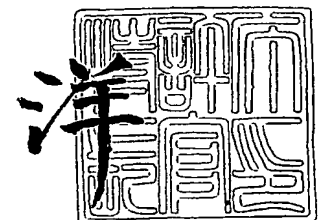
出 願 人 J F E ス チ ール 株 式 会 社
Applicant(s):

PRIORITY DOCUMENT
SUBMITTED OR TRANSMITTED IN
COMPLIANCE WITH
RULE 17.1(a) OR (b)

2 0 0 4 年 1 0 月 2 2 日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

小 川



BEST AVAILABLE COPY

【書類名】 特許願
【整理番号】 2003S00895
【提出日】 平成15年 9月26日
【あて先】 特許庁長官 今井 康夫 殿
【国際特許分類】 C21D 9/48
C22C 38/26

【発明者】
【住所又は居所】 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社
内
【氏名】 吉田 裕美

【発明者】
【住所又は居所】 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社
内
【氏名】 奥田 金晴

【発明者】
【住所又は居所】 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社
内
【氏名】 占部 俊明

【発明者】
【住所又は居所】 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社
内
【氏名】 細谷 佳弘

【特許出願人】
【識別番号】 000001258
【氏名又は名称】 J F E スチール株式会社

【代理人】
【識別番号】 100072051
【弁理士】
【氏名又は名称】 杉村 興作

【手数料の表示】
【予納台帳番号】 074997
【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】
【物件名】 特許請求の範囲 1
【物件名】 明細書 1
【物件名】 要約書 1
【包括委任状番号】 0018860

【書類名】 特許請求の範囲**【請求項 1】**

質量%で、

C : 0.01~0.05%

Si : 0.01~1.0%

Mn : 1.0~3.0%

P : 0.005~0.1%

S : 0.01%以下

Al : 0.005~0.1%

N : 0.01%以下

Nb : 0.01~0.3%

を含有し、かつ、Nb含有量とC含有量が、

$(Nb/93)/(C/12)=0.2\sim0.7$ (式中のNb, Cは各々の元素の含有量(質量%))

なる関係を満たし、残部は実質的にFeおよび不可避免の不純物からなる成分組成を有するとともに、面積率で50%以上のフェライト相と、面積率で1%以上のマルテンサイト相を含む鋼組織を有し、平均r値が1.2以上であることを特徴とする深絞り性に優れた高強度鋼板。

【請求項 2】

上記組成に加えて、さらにMo : 0.5質量%以下を含有することを特徴とする請求項1に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板。

【請求項 3】

上記組成に加えて、さらにTi : 0.1質量%以下を含有し、かつ、鋼中のTiとSとNの含有量が、

$(Ti/48) / \{ (S/32) + (N/14) \} \leq 2$ (式中のTi, S, Nは各々の元素の含有量(質量%))

なる関係を満足することを特徴とする請求項1または2に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板。

【請求項 4】

表面にめっき層を有することを特徴とする請求項1~3のいずれか1項に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板。

【請求項 5】

質量%で、

C : 0.01~0.05%

Si : 0.01~1.0%

Mn : 1.0~3.0%

P : 0.005~0.1%

S : 0.01%以下

Al : 0.005~0.1%

N : 0.01%以下

Nb : 0.01~0.3%

を含有し、かつ、Nb含有量とC含有量が、

$(Nb/93)/(C/12)=0.2\sim0.7$ (式中のNb, Cは各々の元素の含有量(質量%))

なる関係を満たす組成になる鋼スラブを熱間圧延にて仕上圧延出側温度: 800℃以上とする仕上圧延を施し、巻取温度: 400~720℃で巻取り、熱延板とする熱間圧延工程と、該熱延板に酸洗後冷間圧延を施し、冷延板とする冷間圧延工程と、該冷延板に焼鈍温度: 800~950℃で焼鈍を行い、次いで焼鈍温度から500℃までの温度域の平均冷却速度: 5℃/s以上として冷却する冷延板焼鈍工程とを有することを特徴とする深絞り性に優れた高強度鋼板の製造方法。

【請求項 6】

鋼スラブが、上記組成に加えて、さらにMo : 0.5質量%以下含有することを特徴とする

請求項 5 に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板の製造方法。

【請求項 7】

鋼スラブが、上記組成に加えて、さらに Ti : 0.1 質量% 以下を含有し、かつ、鋼中の Ti と S と N の含有量が、

$$(Ti/48) / \{ (S/32) + (N/14) \} \leq 2$$
 (式中の Ti, S, N は各々の元素の含有量 (質量%))

なる関係を満足することを特徴とする請求項 5 または 6 に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板の製造方法。

【請求項 8】

上記冷延板焼鈍工程の後の鋼板表面にめっき層を形成するめっき処理工程をさらに有することを特徴とする請求項 5 ～ 7 のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板の製造方法。

【書類名】明細書

【発明の名称】深絞り性に優れた高強度鋼板およびその製造方法

【技術分野】

【0001】

この発明は、自動車用鋼板等の用途に有用な、引張強さ (TS) が440MPa以上の高強度でかつ高 r 値 (r 値 ≥ 1.2) を有する、深絞り性に優れた高強度鋼板およびその製造方法を提案しようとするものである。

【背景技術】

【0002】

近年、地球環境保全の観点から、CO₂ の排出量を規制するため、自動車の燃費改善が要求されている。加えて、衝突時に乗員の安全を確保するため、自動車車体の衝突特性を中心にした安全性向上も要求されている。このように、自動車車体の軽量化と強化の双方が積極的に進められている。

【0003】

自動車車体の軽量化と強化を同時に満たすには、剛性に問題とならない範囲で部品素材を高強度化し、板厚を減ずることによる軽量化が効果的であると言われており、最近では高張力鋼板が自動車部品に積極的に使用されている。

【0004】

軽量化効果は、使用する鋼板が高強度であるほど大きくなるため、自動車業界では、例えば内板および外板用のパネル用材料として引張強さ (TS) 440MPa以上の鋼板を使用する動向にある。

【0005】

一方、鋼板を素材とする自動車部品の多くは、プレス加工によって成形されるため、自動車用鋼板は優れたプレス成形性を有していることが必要とされる。しかしながら、高強度鋼板は、通常の軟鋼板に比べて成形性、特に深絞り性が大きく劣化するため、自動車の軽量化を進める上での課題として、TS ≥ 440 MPa、より好ましくはTS ≥ 500 MPaで、しかも良好な深絞り成形性を兼ね備える鋼板の要求が高まっており、深絞り性の評価指標であるランクフォード値 (以下「 r 値」という。) で、平均 r 値 ≥ 1.2 の高強度鋼板が要求されている。

【0006】

高 r 値を有しながら高強度化する手段としては、極低炭素鋼板中に固溶する炭素や窒素を固着する量のTiとNbを添加し、IF(Interstitial atom free)化した鋼をベースとして、これにSi、Mn、Pなどの固溶強化元素を添加する手法があり、例えば特許文献1に開示されている方法がある。

【特許文献1】特開昭56-139654号公報

【0007】

特許文献1は、C:0.002~0.015%、Nb: $C\% \times 3 \sim C\% \times 8 + 0.020\%$ 、Si:1.2%以下、Mn:0.04~0.8%、P:0.03~0.10%の組成を有する、引張強さ35~45kg/mm² 級 (340~440MPa級) の非時効性を有する成形性の優れた高張力冷延鋼板に関する技術である。

【0008】

しかしながら、このような極低炭素鋼を素材とする技術では、引張強さが440MPa以上の鋼板を製造しようとする、合金元素添加量が多くなり、表面外観上の問題や、めっき性の劣化、2次加工脆性の顕在化などの問題が生じてくることがわかってきた。また、多量に固溶強化成分を添加すると、 r 値が劣化するので、高強度化を図るほど r 値の水準は低下してしまう問題があった。さらに、C量を極低炭素域まで低減するためには製鋼工程で真空脱ガスを行わなければならない、すなわち、これは製造過程でCO₂ を多量に発生することになり、地球環境保全の観点からも好ましい技術とは言い難い。

【0009】

鋼板の高強度化の方法として、前述のような固溶強化以外に組織強化法がある。例えば、軟質なフェライト相と硬質のマルテンサイト相からなる複合組織鋼板であるDP (Dual-P

hase) 鋼板がある。DP鋼板は、一般的に延性については概ね良好であり、優れた強度－延性バランス (TS×EI) を有し、そして降伏比が低いという特徴、すなわち、引張強さの割に降伏応力が低く、プレス成形時の形状凍結性に優れるという特徴があるが、 r 値が低く深絞り性に劣る。これは、マルテンサイト形成に必須である固溶 C が、高 r 値化に有効な {111} 再結晶集合組織の形成を阻害するからと言われている。

【0010】

このような複合組織鋼板の r 値を改善する試みとして、例えば、特許文献 2 あるいは特許文献 3 の技術がある。

【0011】

特許文献 2 には、冷間圧延後、再結晶温度～ Ac_3 変態点の温度で箱焼鈍を行い、その後、複合組織とするため 700～800℃ に加熱した後、焼入焼戻しを行なう方法が開示されている。しかしながら、この方法では、連続焼鈍時に焼入焼戻しを行なうため、製造コストが問題となる。また、箱焼鈍は、連続焼鈍に比べて処理時間や効率の面で劣る。

【特許文献 2】特公昭 55-10650 号公報

【特許文献 3】特開昭 55-100934 号公報

【0012】

特許文献 3 の技術は、高 r 値を得るために冷間圧延後、まず箱焼鈍を行い、この時の温度をフェライト (α)－オーステナイト (γ) の 2 相域とし、その後、連続焼鈍を行うものである。この技術では、箱焼鈍の均熱時に α 相から γ 相に Mn を濃化させる。この Mn 濃化相は、その後の連続焼鈍時に優先的に γ 相となり、ガスジェット程度の冷却速度でも混合組織が得られるものである。しかしながら、この方法では、Mn 濃化のため比較的高温で長時間の箱焼鈍が必要であり、そのため、鋼板間の密着の多発、テンパーカラーの発生および炉体インナーカバーの寿命低下など製造工程上多くの問題がある。

【0013】

また、特許文献 4 には、C: 0.003～0.03%、Si: 0.2～1%、Mn: 0.3～1.5%、Ti: 0.02～0.2% (ただし、(有効 Ti) / (C+N) の原子濃度比を 0.4～0.8) 含有する鋼を、熱間圧延し、冷間圧延した後、所定温度に加熱後急冷する連続焼鈍を施すことを特徴とする深絞り性及び形状凍結性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板の製造方法が開示されており、具体的には、質量%で、0.012% C－0.32% Si－0.53% Mn－0.03% P－0.051% Ti の組成の鋼を冷間圧延後 α － γ の 2 相域である 870℃ に加熱後、100℃/s の平均冷却速度で冷却することにより、 r 値=1.61、TS=482MPa の複合組織型冷延鋼板が製造可能である旨が示されている。しかし、100℃/s という高い冷却速度を得るには水焼入設備が必要となる他、水焼入した鋼板は表面処理性の問題が顕在化するため、製造設備上および材質上の問題がある。

【特許文献 4】特公平 1-35900 号公報

【0014】

さらに、特許文献 5 には、C 含有量との関係で V 含有量の適正化を図ることで複合組織鋼板の r 値を改善する技術が開示されている。これは、再結晶焼鈍前には鋼中の C を V 系炭化物として析出させて固溶 C 量を極力低減させて高 r 値を図り、引き続き α － γ の 2 相域で加熱することにより、V 系炭化物を溶解させて γ 中に C を濃化させてその後の冷却過程でマルテンサイト相を生成させるものである。しかしながら、V の添加は、高価であるためコストの上昇を招くこと、さらに熱延板中に析出した VC は、冷間圧延時の変形抵抗を高くするため、実施例における圧下率 70% での冷間圧延は、ロールへの負荷を大きくしてトラブル発生の危険性を増大させるとともに、生産性の低下が懸念されるなどの製造上の問題がある。

【特許文献 5】特開 2002-226941 号公報

【0015】

また、深絞り性に優れた高強度鋼板およびその製造方法の技術として、特許文献 6 の技術がある。この技術は、所定の C 量を含有し、平均 r 値が 1.3 以上、かつ組織中にベイナイト、マルテンサイト、オーステナイトのうち 1 種類以上を合計で 3% 以上有する高強度

鋼板を得るものであり、その製造方法は、冷間圧延の圧下率を30～95%とし、次いでAlとNのクラスターや析出物を形成することによって集合組織を発達させてr値を高めるための焼鈍と、引き続き組織中にベイナイト、マルテンサイト、オーステナイトのうち1種類以上を合計で3%以上有するようにするための熱処理を行うことを特徴とするものである。この方法では、冷間圧延後、良好なr値を得るための焼鈍と、組織を作り込むための熱処理をそれぞれ必要としており、また、焼鈍工程では、その保持時間が1時間以上という長時間保持を必要としており、工程的（時間的）に生産性が悪いという問題がある。さらに、得られる組織の第2相分率が比較的高いため、優れた強度延性バランスを安定的に確保することは難しい。

【特許文献6】特開2003-64444号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0016】

深絞り性に優れる（軟）鋼板を高強度化するにあたり、従来検討されてきた固溶強化による高強度化の方法には、多量の或いは過剰な合金成分の添加が必要であり、これは、コスト的にも工程的にも、またr値の向上そのものにも課題を抱えるものであった。

【0017】

また、組織強化を利用した方法では、2回焼鈍（加熱）法や高速冷却設備を必要とするため、製造工程上の問題があり、さらに、VCを活用した方法も開示されているが、高価なVの添加はコストの上昇を招く他、VCの析出は圧延時の変形抵抗を高くするため、これもまた安定した製造を困難にするものであった。

【0018】

この発明は、このような従来技術の問題点を有利に解決した、深絞り性に優れた高強度鋼板およびその製造方法を提案することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0019】

この発明は、上記のような課題を解決すべく鋭意検討を進めたところ、特別な或いは過剰な合金成分や設備を用いることなく、0.01～0.05%というC含有量の範囲で、このC含有量との関係でNb含有量を規制することで、平均r値が1.2以上で深絞り性に優れ、かつフェライト相と、マルテンサイトを含む鋼組織をもつ高強度鋼板を得ることに成功した。

【0020】

すなわち、この発明の要旨は以下の通りである。

(1) 質量%で、

C：0.01～0.05%

Si：0.01～1.0%

Mn：1.0～3.0%

P：0.005～0.1%

S：0.01%以下

Al：0.005～0.1%

N：0.01%以下

Nb：0.01～0.3%

を含有し、かつ、Nb含有量とC含有量が、

$(Nb/93)/(C/12)=0.2\sim0.7$ （式中のNb, Cは各々の元素の含有量（質量%））

なる関係を満たし、残部は実質的にFeおよび不可避的不純物からなる成分組成を有するとともに、面積率で50%以上のフェライト相と、面積率で1%以上のマルテンサイト相を含む鋼組織を有し、平均r値が1.2以上であることを特徴とする深絞り性に優れた高強度鋼板。

【0021】

(2) 上記組成に加えて、さらにMo：0.5質量%以下を含有することを特徴とする上記(1)に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板。

【0022】

(3) 上記組成に加えて、さらにTi:0.1質量%以下を含有し、かつ、鋼中のTiとSとNの含有量が、

$(\text{Ti}/48) / \{ (\text{S}/32) + (\text{N}/14) \} \leq 2$ (式中のTi, S, Nは各々の元素の含有量(質量%))

なる関係を満足することを特徴とする上記(1)または(2)に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板。

【0023】

(4) 表面にめっき層を有することを特徴とする上記(1)～(3)のいずれか1項に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板。

【0024】

(5) 質量%で、

C:0.01～0.05%

Si:0.01～1.0%

Mn:1.0～3.0%

P:0.005～0.1%

S:0.01%以下

Al:0.005～0.1%

N:0.01%以下

Nb:0.01～0.3%

を含有し、かつ、Nb含有量とC含有量が、

$(\text{Nb}/93) / (\text{C}/12) = 0.2 \sim 0.7$ (式中のNb, Cは各々の元素の含有量(質量%))

なる関係を満たす組成になる鋼スラブを熱間圧延にて仕上圧延出側温度:800℃以上とする仕上圧延を施し、巻取温度:400～720℃で巻取り、熱延板とする熱間圧延工程と、該熱延板に酸洗後冷間圧延を施し、冷延板とする冷間圧延工程と、該冷延板に焼鈍温度:800～950℃で焼鈍を行い、次いで焼鈍温度から500℃までの温度域の平均冷却速度:5℃/s以上として冷却する冷延板焼鈍工程とを有することを特徴とする深絞り性に優れた高強度鋼板の製造方法。

【0025】

(6) 鋼スラブが、上記組成に加えて、さらにMo:0.5質量%以下含有することを特徴とする上記(5)に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板の製造方法。

【0026】

(7) 鋼スラブが、上記組成に加えて、さらにTi:0.1質量%以下を含有し、かつ、鋼中のTiとSとNの含有量が、

$(\text{Ti}/48) / \{ (\text{S}/32) + (\text{N}/14) \} \leq 2$ (式中のTi, S, Nは各々の元素の含有量(質量%))

なる関係を満足することを特徴とする上記(5)または(6)に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板の製造方法。

【0027】

(8) 上記冷延板焼鈍工程の後の鋼板表面にめっき層を形成するめっき処理工程をさらに有することを特徴とする上記(5)～(7)のいずれか1項に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板の製造方法。

【発明の効果】

【0028】

この発明は、C含有量が0.01～0.05質量%の範囲において、従来の極低炭素IF鋼のように深絞り性に悪影響を及ぼす固溶Cの低減を徹底せずに、マルテンサイト形成に必要な程度の固溶Cを残存させた状態下にもかかわらず、{111}再結晶集合組織を発達させて平均r値 ≥ 1.2 を確保して良好な深絞り性を有するとともに、鋼組織をフェライト相と、マルテンサイト相を含む第2相とを有する複合組織とすることで、TS440MPa以上、より好ましくはTS500MPa以上の高強度化を達成したものである。

【0029】

この理由については、必ずしも明らかではないが、次のように考えられる。

高 r 値化、すなわち{111}再結晶集合組織を発達させるためには、従来軟鋼板においては、冷間圧延および再結晶前の固溶 C を極力低減することや熱延板組織を微細化することなどが有効な手段とされてきた。一方、前述のようなDP鋼板では、マルテンサイト形成に必要な固溶 C を必要とするため、母相の再結晶集合組織が発達せず r 値が低かった。しかしながら、本発明では、{111}再結晶集合組織発達と、マルテンサイト相の形成の双方を可能にする絶妙の好成分範囲が存在することを新たに見出した。すなわち、従来のDP鋼板（低炭素鋼レベル）よりも C 量を低減しつつ、極低炭素鋼よりは C 量が多いという、0.01~0.05質量%の C 含有量とし、加えて、この C 含有量に合わせて適切なNb添加を行なうことで、{111}再結晶集合組織発達と、マルテンサイト相の形成の双方を同時に達成できることを新たに見出した。

【0030】

従来から知られているように、Nbは再結晶遅延効果があるため、熱間圧延時の仕上温度を適切に制御することで熱延板組織を微細化することが可能であり、さらに鋼中においてNbは高い炭化物形成能を有している。

【0031】

本発明では、特に、熱延仕上温度を変態点直上の適正な範囲にして熱延板組織を微細化する以外に、熱間圧延後のコイル巻取温度も適正に設定することで、熱延板中にNb C を析出させ、冷間圧延前および再結晶前の固溶 C の低減を図っている。

【0032】

ここで、Nb含有量と C 含有量が、 $(Nb/93)/(C/12)=0.2\sim0.7$ を満たすように設定することで、敢えてNb C として析出しない C を存在させている。

【0033】

従来このような C の存在が{111}再結晶集合組織の発達を阻害するとされてきたが、本発明では、全 C 含有量をNb C として析出固定せず、マルテンサイト相の形成に必要な固溶 C が存在しながらも高 r 値化を達成できる。

【0034】

この理由は定かではないが、固溶 C の存在による{111}再結晶集合組織形成に対する負の要因よりも、熱延板組織の微細化に加え、マトリックス中に微細なNb C を析出させることで冷間圧延時に粒界近傍に歪を蓄積させ粒界からの{111}再結晶粒の発生を促進するという正の要因の方が大きいと考えられる。特にマトリックス中にNb C を析出させることの効果は、従来の極低炭素鋼程度の C 含有量では有効ではなく、本発明の C 含有量の適正範囲（0.01~0.05質量%）において初めてその効果を発揮するものと推測され、この C 含有量の適正範囲を見出したことが本発明の技術思想の基盤となっている。

【0035】

そして、Nb C 以外の C 、その存在形態はおそらくセメンタイト系炭化物或いは固溶 C であると推測されるが、これらNb C として固定されなかった C の存在により、焼鈍工程における冷却時にマルテンサイト相を形成可能とし高強度化にも成功したのである。

【0036】

この発明の製造方法によれば、従来技術に対し、製鋼工程においては極低炭素鋼とするための脱ガス工程が不要であること、また固溶強化を利用するための過剰な合金元素の添加も不要でありコスト的にも有利である。さらに、特許文献5に開示されている技術にあるような V の添加は、圧延時の変形抵抗を高めロールへの負荷が大きくなり、一般に高 r 値化に有効とされる高冷延圧下率を得るにはトラブル発生の危険性が増大するとともに生産性の低下が懸念される問題があるが、この発明ではそのような懸念もない。

【発明を実施するための最良の形態】

【0037】

以下に本発明を詳細に説明する。

なお、元素の含有量の単位はいずれも「質量%」であるが、以下、特に断らない限り、

単に「%」で示す。

まず、本発明の鋼板の成分組成を限定した理由について説明する。

【0038】

C: 0.01~0.05%

Cは、後述のNbとともに本発明における重要な元素である。Cは、高強度化に有効であり、フェライト相を主相としマルテンサイト相を含む第2相を有する複合組織の形成を促進するので、本発明では複合組織形成の観点からCを0.01%以上含有する必要がある。好ましくは、0.015%以上とする一方、0.05%を超えるCの含有は良好なr値が得られなくなることから、C含有量の上限を0.05%とし、好ましくは0.030%未満とする。

【0039】

Si: 0.01~1.0%

Siは、フェライト変態を促進させ、未変態オーステナイト中のC含有量を上昇させてフェライト相とマルテンサイト相の複合組織を形成させやすくする他、固溶強化の効果がある。上記効果を得るためには、Siは0.01%以上含有することが必要であり、好ましくは0.05%以上とする。一方、Siを1.0%を超えて含有すると、熱間圧延時に赤スケールと称される表面欠陥が発生するため、鋼板とした時の表面外観を悪くする。また、溶融亜鉛を施す場合には、めっきの濡れ性を悪くしてめっきむらの発生を招き、めっき品質が劣化するので、Si含有量は1.0%以下とする必要があり、好ましくは0.7%以下とする。

【0040】

Mn: 1.0~3.0%

Mnは、高強度化に有効であるとともに、マルテンサイト相が得られる臨界冷却速度を低くする作用があり、焼鈍後の冷却時にマルテンサイト相の形成を促すため、要求される強度レベルおよび焼鈍後の冷却速度に応じて含有するのが好ましく、また、Mnは、Sによる熱間割れを防止するのに有効な元素でもある。このような観点から、Mnは1.0%以上含有する必要がある、好ましくは1.2%以上とする。一方、3.0%を超える過度のMnを含有することは、r値および溶接性を劣化させるので、Mn含有量の上限は3.0%とする。

【0041】

P: 0.005~0.1%

Pは、固溶強化の効果がある元素である。しかしながら、P含有量が0.005%未満では、その効果が現れないだけでなく、製鋼工程において脱りんコストの上昇を招く。したがって、Pは0.005%以上含有するものとし、好ましくは0.01%以上含有する。一方、0.1%を超える過剰なPの含有は、Pが粒界に偏析し、耐二次加工脆性および溶接性を劣化させる。また、溶融亜鉛めっき鋼板とする際には、溶融亜鉛めっき後の合金化処理時に、めっき層と鋼板の界面における鋼板からめっき層へのFeの拡散を抑制し、合金化処理性を劣化させる。そのため、高温での合金化処理が必要となり、得られるめっき層は、パウダリング、チッピング等のめっき剥離が生じやすいものとなる。従って、P含有量の上限は0.1%とした。

【0042】

S: 0.01%以下

Sは、不純物であり、熱間割れの原因になる他、鋼中で介在物として存在し鋼板の諸特性を劣化させるので、できるだけ低減する必要がある。具体的には、S含有量は、0.01%までは許容できるため、0.01%以下とする。

【0043】

Al: 0.005~0.1%

Alは、鋼の脱酸元素として有用である他、不純物として存在する固溶Nを固定して耐常温時効性を向上させる作用があり、かかる作用を発揮させるためには、Al含有量は0.005%以上とする必要がある。一方、0.1%を超えるAlの含有は、高合金コストを招き、さらに表面欠陥を誘発するので、Al含有量の上限を0.1%とする。

【0044】

N: 0.01%以下

Nは耐常温時効性を劣化させる元素であり、できるだけ低減することが好ましい元素である。N含有量が多くなると耐常温時効性が劣化し、固溶Nを固定するために多量のAlやTi添加が必要となるため、できるだけ低減することが好ましく、N含有量の上限を0.01%とする。

【0045】

Nb: 0.01~0.3%、かつ $(\text{Nb}/93) / (\text{C}/12) = 0.2 \sim 0.7$

Nbは、本発明において最も重要な元素であり、熱延板組織の微細化および熱延板中にNb CとしてCを析出固定させる作用を有し、高r値化に寄与する元素である。このような観点からNbは0.01%以上含有する必要がある。一方、本発明では、焼鈍後の冷却過程でマルテンサイト相を形成させるための固溶Cを必要とするが、0.3%を超える過剰のNb含有は、この形成を妨げることになるので、Nb含有量の上限を0.3%とする。

【0046】

また、Nb含有の効果を奏するには、特にNb含有量（質量%）とC含有量（質量%）が、 $(\text{Nb}/93) / (\text{C}/12) = 0.2 \sim 0.7$ （ただし、式中のNb, Cは各々の元素の含有量）の範囲を満足するように、NbとCを含有させることが必要である。なおここで $(\text{Nb}/93) / (\text{C}/12)$ はNbとCの原子濃度比を表している。 $(\text{Nb}/93) / (\text{C}/12)$ が0.2未満では、固溶Cの存在量が多く、高r値化に有効な{111}再結晶集合組織の形成を阻害することになる。また、 $(\text{Nb}/93) / (\text{C}/12)$ が0.7を超えると、マルテンサイト相を形成するのに必要なC量を鋼中に存在させることを妨げるので、最終的にマルテンサイト相を含む第2相を有する組織が得られない。したがって、Nb含有量を0.01~0.3%とし、さらにNb含有量とC含有量が、 $(\text{Nb}/93) / (\text{C}/12) = 0.2 \sim 0.7$ を満足するようにNbとCを含有させることとする。なお、より好ましくは $(\text{Nb}/93) / (\text{C}/12) = 0.3 \sim 0.5$ を満足するようにNbにCを含有させる。

【0047】

以上が本発明の高強度鋼板の基本組成である。

なお、本発明では、上記した組成に加えてさらに下記に示すMo、Tiの1種または2種を添加してもよい。

【0048】

Mo: 0.5%以下

Moは、Mnと同様、マルテンサイト相が得られる臨界冷却速度を遅くする作用をもち、焼鈍後の冷却時にマルテンサイト相の形成を促す元素であり、強度レベル向上に効果がある。また、Cを析出固定させる作用を有し、高r値化に寄与する元素でもある。これらの効果を得るためには、Moは0.05%以上含有することが好ましい。しかしながら、0.5%を超えて過剰にMoを添加しても、これらの効果が飽和するだけでなく、高価なMo成分の過剰添加によるコストの上昇を招くことから、Mo含有量の上限は0.5%とすることが好ましい。

【0049】

Ti: 0.1%以下、かつ鋼中のTiとSとNの含有量が

$$(\text{Ti}/48) / \{ (\text{S}/32) + (\text{N}/14) \} \leq 2$$

Tiは、Alと同等或いはAl以上に固溶Nの析出固定に効果がある元素であり、この効果を得るためには0.005%以上含有することが好ましい。しかしながら、高価なTi成分の0.1%を超える過剰の添加は、コストの上昇を招くばかりか、TiCの形成によりマルテンサイト相の形成に必要な固溶Cを鋼中に残すことを妨げるので、Ti含有量は、0.1%以下とすることが好ましく、かつ過剰なTiが固溶Cを鋼中に残すことを妨げないようにするため、鋼中でTiと優先的に結合するSおよびNの含有量との関係で $(\text{Ti}/48) / \{ (\text{S}/32) + (\text{N}/14) \} \leq 2$ を満足することが好ましい。なお、ここで該関係式中のTi, S, Nは各々の元素の含有量（質量%）である。

【0050】

また、本発明では、上記した成分以外の残部は実質的に鉄および不可避的不純物の組成とすることが好ましい。

【0051】

なお、通常の鋼組成範囲内であれば、B、Ca、REM等を含有しても何ら問題はない。例えば、Bは、鋼の焼入性を向上する作用をもつ元素であり、必要に応じて含有できる。しかし、その含有量が0.003%を超えるとその効果が飽和するため、0.003%以下とすることが好ましい。

【0052】

また、CaおよびREMは、硫化物系介在物の形態を制御する作用をもち、これにより鋼板の諸特性の劣化を防止する。このような効果は、CaおよびREMのうちから選ばれた1種または2種の含有量が合計で0.01%を超えると飽和する傾向があるので、これ以下とすることが好ましい。

【0053】

なお、その他の不可避的不純物としては、例えばSb、Sn、Zn、Co等が挙げられ、これらの含有量の許容範囲としては、Sb:0.01%以下、Sn:0.1%以下、Zn:0.01%以下、Co:0.1%以下の範囲である。

【0054】

そして、本発明の高強度鋼板は、上記鋼組成を有することに加えて、面積率で50%以上のフェライト相と、面積率で1%以上のマルテンサイト相を含む鋼組織を有し、平均r値が1.2以上であることが必要である。

【0055】

(1) 面積率で50%以上のフェライト相と、面積率で1%以上のマルテンサイト相を含む鋼組織を有すること

本発明の高強度鋼板は、良好な深絞り性を有し、引張強さ $\geq 440\text{MPa}$ の鋼板とするために、面積率で50%以上のフェライト相と、面積率で1%以上のマルテンサイト相を含む鋼組織を有する鋼板、いわゆる複合組織鋼板であることが必要である。特に、本発明では、50%以上の面積率を占めるフェライト相の{111}再結晶集合組織を発達させることによって、平均r値 ≥ 1.2 を達成することができる。フェライト相が少なくなり、面積率で50%未満となると、良好な深絞り性を確保することが困難となり、プレス成形性が低下する傾向がある。なお、フェライト相は、面積率で70%以上とすることが好ましく、また、複合組織の利点を利用するため、フェライト相は面積率で99%以下とするのが好ましい。

【0056】

ここで、「フェライト相」とは、ポリゴナルフェライト相のほか、オーステナイト相から変態した転位密度の高いベイニチックフェライト相を含む。

【0057】

また、本発明では、マルテンサイト相が存在することが必要であり、マルテンサイト相を面積率で1%以上含有する必要がある。マルテンサイト相が1%未満では、良好な強度延性バランスを得ることが難しい。なお、マルテンサイト相は、3%以上とすることが好ましい。

【0058】

加えて、上記したフェライト相、マルテンサイト相の他に、パーライト相、ベイナイト相あるいは残留オーステナイト(γ)相などを含んだ組織としてもよい。

【0059】

(2) 平均r値が1.2以上であること

本発明の高強度鋼板は、上記成分組成および鋼組織を満足するとともに、平均r値が1.2以上を満足するものである。

【0060】

ここで、「平均r値」とは、JIS Z 2254で求められる平均塑性ひずみ比を意味し、以下の式から算出される値である。

$$\text{平均r値} = (r_0 + 2r_{45} + r_{90}) / 4$$

なお、 r_0 、 r_{45} および r_{90} は、試験片を板面の圧延方向に対し、それぞれ 0° 、 45° および 90° 方向に採取し測定した塑性ひずみ比である。

【0061】

本発明の高強度鋼板は、冷延鋼板をはじめ電気めっきあるいは溶融亜鉛めっきなどの表面処理を施してめっき層を有する鋼板、いわゆるめっき鋼板等をも含むものである。ここで、「めっき」とは、純亜鉛の他、亜鉛を主成分として合金元素を添加した亜鉛系合金めっき、あるいは純Alの他、Alを主成分として合金元素を添加したAl系合金めっきなど、従来鋼板表面に施されているめっき層も含む。

【0062】

次に、本発明の高強度鋼板の好ましい製造方法について説明する。

本発明の製造方法に用いられる鋼スラブの組成は、上述した鋼板の組成と同様であるので、鋼スラブの限定理由の記載は省略する。

【0063】

本発明の高強度鋼板は、上記した範囲内の組成を有する鋼スラブを素材とし、該素材に熱間圧延を施し熱延板とする熱間圧延工程と、該熱延板に酸洗後冷間圧延を施し冷延板とする冷間圧延工程と、該冷延板に再結晶と複合組織化を達成する冷延板焼鈍工程とを順次経ることにより製造できる。

【0064】

本発明では、まず、鋼スラブを熱間圧延にて仕上圧延出側温度：800℃以上とする仕上圧延を施し、巻取温度：400～720℃で巻取り、熱延板とする（熱間圧延工程）。

【0065】

本発明の製造方法で使用する鋼スラブは、成分のマクロ偏析を防止すべく連続铸造法で製造することが望ましいが、造塊法や薄スラブ铸造法で製造してもよい。また、鋼スラブを製造した後、いったん室温まで冷却し、その後、再度加熱する従来法に加え、冷却せず温片のままで加熱炉に装入し、熱間圧延する直送圧延、或いはわずかの保熱を行なった後に直ちに熱間圧延する直送圧延・直接圧延などの省エネルギープロセスも問題なく適用できる。

【0066】

スラブ加熱温度は、析出物を粗大化させることにより、{111}再結晶集合組織を発達させて深絞り性を改善するため、低い方が望ましい。しかし、加熱温度が1000℃未満では、圧延荷重が増大し、熱間圧延時におけるトラブル発生の危険性が増大するので、スラブ加熱温度は1000℃以上にすることが好ましい。なお、酸化重量の増加に伴うスケールロスの増大などから、スラブ加熱温度の上限は1300℃とすることが好適である。

【0067】

上記条件で加熱された鋼スラブに粗圧延および仕上圧延を行う熱間圧延を施す。ここで、鋼スラブは粗圧延によりシートバーとされる。なお、粗圧延の条件は特に規定する必要はなく、常法に従って行なえばよい。また、スラブ加熱温度を低くし、かつ熱間圧延時のトラブルを防止するといった観点からは、シートバーを加熱する、所謂シートバーヒーターを活用することが好ましい。

【0068】

次いで、シートバーを仕上圧延して熱延板とする。このとき、仕上圧延出側温度（FT）は800℃以上とする。これは、冷間圧延および焼鈍後に優れた深絞り性が得られる微細な熱延板組織を得るためである。FTが800℃未満では、組織が加工組織を有し、冷延焼鈍後に{111}集合組織が発達しないだけでなく、熱間圧延時の圧延負荷が高くなる。従って、FTは、800℃以上とする。なお、FTが980℃を超えると、組織が粗大化し、これもまた冷延焼鈍後の{111}再結晶集合組織の形成および発達を妨げる傾向があることから、高r値を得る観点から、FTの上限を980℃とすることが好ましい。

【0069】

また、熱間圧延時の圧延荷重を低減するため、仕上圧延の一部または全部のパス間で潤滑圧延としてもよい。潤滑圧延を行なうことは、鋼板形状の均一化や材質の均質化の観点から有効である。潤滑圧延の際の摩擦係数は、0.10～0.25の範囲とするのが好ましい。さらに、相前後するシートバー同士を接合し、連続的に仕上圧延する連続圧延プロセスとすることも好ましい。連続圧延プロセスを適用することは、熱間圧延の操業安定性の観点か

らも望ましい。

【0070】

コイル巻取温度 (CT) は、400~720℃の範囲とする。この温度範囲が熱延板中にNbCを析出させるのに適正な温度範囲である。CTが720℃を超えると、結晶粒が粗大化し、強度低下を招くとともに冷延焼鈍後の高r値化を妨げることになる。またCTが400℃未満となると、NbCの析出が起こりにくくなり、高r値化に不利となる。なお、CTは、好ましくは550~680℃とする。

【0071】

上記のように、成分組成および熱間圧延条件を調整することにより、1) 熱延板段階でC含有量全体の20%以上をNbCとして析出固定することができ、また、2) 熱延板の組織を、小傾角粒界を含む平均結晶粒径が8 μm以下とすることができ、これらは高r値化に有利となる。

【0072】

1) 熱延板段階において、NbCとして析出固定されるC量が全体のC含有量の20%以上であること

NbCとして析出固定されるC量が鋼中の全C量に占める割合（以下単に析出固定されるC量の割合をいう）とは、熱延板を化学分析（抽出分析）して得られる析出Nb量から次式にて算出される値である。

$$[C]_{fix} = 100 \times 12 \times ([Nb] / 93) / [C]_{total}$$

なお、式中、 $[C]_{fix}$ は析出固定されるC量の割合（%）、 $[C]_{total}$ は鋼中の全C含有量（質量%）、および $[Nb]$ は析出Nb量（質量%）である。

【0073】

冷間圧延および再結晶前の段階で固溶Cを低減することは、高r値化のために有効であり、本発明では、NbCとして析出固定されるC量が全体のC含有量の20%以上でその効果が現れる。なお、全体のC含有量に占める析出固定されるC量の割合の上限は、前述したNbの適正範囲の上限 $(Nb/93) / (C/12) = 0.7$ 以内のNb含有量であれば問題なく、高r値化と焼鈍後のマルテンサイト相の形成が両立される。

【0074】

2) 熱延板の組織が小傾角粒界を含む平均結晶粒径で8 μm以下であること

従来軟鋼板においては、熱延板の結晶粒径を微細化するほど、r値を高める効果があることが知られている。本発明においては、特に小傾角粒界も含めて粒径を測定した場合、その平均結晶粒径が8 μm以下で高r値化に効果が現れる。なお、結晶粒径の測定方法としては、圧延方向に平行な板厚断面（L断面）について光学顕微鏡を用いて微視組織を撮像し、JIS G 0552に準じた切断法により公称粒径 d_n として求めればよく、この他EBSP (Electron Back Scatter Diffraction Pattern)等の装置を用いて求めてもよい。

【0075】

次いで、該熱延板に酸洗後冷間圧延を施し冷延板とする（冷間圧延工程）。ここで熱延板はスケールを除去するために酸洗を行う。酸洗は通常の条件にて行なえばよい。冷間圧延条件は、所望の寸法形状の冷延板とすることができればよく、特に限定されないが、冷間圧延時の圧下率は少なくとも40%以上とすることが好ましく、より望ましくは50%以上とする。高r値化には高冷延圧下率が一般に有効であり、圧下率が40%未満では、{111}再結晶集合組織が発達せず、優れた深絞り性を得ることが困難となる。一方、この発明では冷間圧下率を90%までの範囲で高くするほどr値が上昇するが、90%を超えるとその効果が飽和するばかりでなく、冷間圧延時のロールへの負荷も高まるため、上限を90%とすることが好ましい。

【0076】

次に、上記冷延板に焼鈍温度：800℃以上950℃以下で焼鈍を行い、次いで焼鈍温度から500℃までの温度域の平均冷却速度：5℃/s以上として冷却する（冷延板焼鈍工程）。

【0077】

上記焼鈍は、本発明で必要とする冷却速度を確保するため連続焼鈍ラインあるいは連続

溶融亜鉛めっきラインで行なう連続焼鈍とすることが好ましく、800～950℃の温度域で行なう必要がある。本発明においては、焼鈍の際の最高到達温度である焼鈍温度を、概ね800℃以上とすることで、 α - γ 2相域、すなわち、冷却後にフェライト相とマルテンサイト相を含む組織が得られる温度以上、かつ再結晶温度以上にすることができる。すなわち、800℃未満では冷却後に十分なマルテンサイト相の形成がなされない、或いは再結晶が完了せずフェライト相の集合組織を調整できず高r値化が図れない。一方、950℃を超える高温では、再結晶粒が著しく粗大化し、特性が著しく劣化するからである。

【0078】

上記焼鈍後の冷却速度は、マルテンサイト相の形成の観点から、焼鈍温度から500℃までの温度域の平均冷却速度を5℃/s以上として冷却する必要がある。該温度域の平均冷却速度が5℃/s未満だとマルテンサイト相が形成されにくくフェライト単相組織となり組織強化が不足することになる。

【0079】

本発明では、マルテンサイト相を含む第2相の存在が必須であることから、500℃までの平均冷却速度が臨界冷却速度以上であることが必要であり、これを達成するためには概ね5℃/s以上とすることで満足される。500℃未満の冷却については、特に限定しないが、引き続き、望ましくは300℃まで5℃/s以上の平均冷却速度で冷却することが好ましく、過時効処理を施す場合は、過時効処理温度までを平均冷却速度が5℃/s以上になるようにすることが好ましい。

【0080】

また、上記冷延板焼鈍工程の後に電気めっき処理、あるいは溶融めっき処理などの表面処理を施し、鋼板表面にめっき層を形成しても良い。

【0081】

例えば、めっき処理として、自動車用鋼板に多く用いられる溶融亜鉛めっき処理を行う際には、上記焼鈍を連続溶融めっきラインにて行い、焼鈍後の冷却に引き続いて溶融亜鉛めっき浴に浸漬して、表面に溶融亜鉛めっき層を形成すればよく、この場合、溶融亜鉛めっき浴から出た後、300℃までの平均冷却速度が5℃/s以上となるように冷却することが好ましい。また、溶融亜鉛めっき浴に浸漬後さらに合金化処理を行い、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造してもよい。この場合、合金化処理した後の冷却において、300℃までの平均冷却速度が5℃/s以上になるように冷却することが好ましい。

【0082】

また、上記焼鈍後の冷却までを焼鈍ラインで行い、一旦室温まで冷却した後、別途溶融亜鉛めっきラインにて溶融亜鉛めっきを施し、或いはさらに合金化処理を行っても良い。

【0083】

ここで、めっき層は純亜鉛および亜鉛系合金めっきに限らず、AlやAl系合金めっきなど、従来、鋼板表面に施されている各種めっき層とすることも勿論可能である。

【0084】

また、上記のように製造した冷延鋼板（冷延焼鈍板ともいう）あるいはめっき鋼板には、形状矯正、表面粗度等の調整の目的で調質圧延またはレベラー加工を施してもよい。調質圧延或いはレベラー加工の伸び率は合計で0.2～15%の範囲内であることが好ましい。0.2%未満では、形状矯正、粗度調整の所期の目的が達成できないおそれがあり、一方、15%を超えると、顕著な延性低下をもたらす傾向があるため好ましくない。なお、調質圧延とレベラー加工では、加工形式が相違するが、その効果は、両者で大きな差がないことを確認している。調質圧延、レベラー加工はめっき処理後でも有効である。

【実施例1】

【0085】

次に、本発明の実施例について説明する。

表1に示す組成の溶鋼を転炉で溶製し、連続鋳造法でスラブとした。これら鋼スラブを1250℃に加熱し粗圧延してシートバーとし、次いで、表2に示す条件の仕上圧延を施す熱間圧延工程により熱延板とした。これらの熱延板を酸洗後圧下率65%の冷間圧延を施す冷

間圧延工程により冷延板とした。引き続き、これら冷延板に連続焼鈍ラインにて、表 2 に示す条件で連続焼鈍を行なった。次いで、得られた冷延焼鈍板に伸び率0.5%の調質圧延を施し、各種特性を評価した。なお、No. 2 および 9 の鋼板は、連続溶融亜鉛めっきラインにて冷延板焼鈍工程を施し、その後引き続きインラインで溶融亜鉛めっき（めっき浴温：480℃）を施して溶融亜鉛めっき鋼板とし、同様に調質圧延を施し各種特性を評価した。

。

【0086】

得られた各冷延焼鈍板および溶融亜鉛めっき鋼板の、微視組織、引張特性および r 値について調査した結果を表 2 に示す。また、熱間圧延工程後の熱延板について、NbC として析出固定される C 量の割合と微視組織（結晶粒径）について、前述の方法で調べた。なお、結晶粒径の測定は JIS G 0552 に準じた切断法により行った。

調査方法は下記の通りである。

【0087】

(i) 冷延焼鈍板の微視組織

各冷延焼鈍板から試験片を採取し、圧延方向に平行な板厚断面（L 断面）について、光学顕微鏡或いは走査型電子顕微鏡を用いて微視組織を撮像し、画像解析装置で主相であるフェライト相の面積率と第 2 相の種類および面積率を求めた。

【0088】

(ii) 引張特性

得られた各冷延焼鈍板から圧延方向に対して 90° 方向（C 方向）に JIS 5 号引張試験片を採取し、JIS Z 2241 の規定に準拠してクロスヘッド速度 10mm/min で引張試験を行い、降伏応力（YS）、引張強さ（TS）および伸び（El）を求めた。

【0089】

(iii) r 値

得られた各冷延焼鈍板の圧延方向（L 方向）、圧延方向に対し 45° 方向（D 方向）、圧延方向に対し 90° 方向（C 方向）から JIS 5 号引張試験片を採取した。これらの試験片に 10% の単軸引張歪を付与した時の各試験片の幅歪と板厚歪を測定し、これらの測定値を用い、JIS Z 2254 の規定に準拠して平均 r 値（平均塑性歪比）を算出し、これを r 値とした。

。

【0090】

【表1】

表1

化 学 成 分 (質量%)														備考
鋼No.	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	N	Mo	Ti	※1	※2		
A	0.014	0.09	1.52	0.022	0.005	0.034	0.034	0.0016	0.148	-	0.31	-	適合例	
B	0.020	0.31	1.60	0.052	0.002	0.035	0.062	0.0020	-	0.012	0.40	1.22	適合例	
C	0.023	0.52	1.85	0.041	0.003	0.033	0.065	0.0018	-	-	0.36	-	適合例	
D	0.025	0.28	2.01	0.038	0.005	0.035	0.082	0.0015	0.152	0.015	0.42	1.19	適合例	
E	0.026	0.51	2.11	0.035	0.004	0.033	0.078	0.0022	0.145	0.011	0.39	0.81	適合例	
F	0.022	0.69	2.22	0.054	0.005	0.033	0.075	0.0021	0.150	-	0.44	-	適合例	
G	0.030	0.42	2.10	0.035	0.002	0.029	0.116	0.0026	0.072	0.016	0.50	1.34	適合例	
H	0.046	0.23	1.52	0.012	0.003	0.038	0.235	0.0021	-	0.015	0.66	1.28	適合例	
I	0.006	0.51	2.30	0.045	0.005	0.035	0.010	0.0019	-	-	0.22	-	比較例	
J	0.080	0.01	1.32	0.050	0.003	0.033	0.013	0.0045	-	-	0.02	-	比較例	
K	0.050	0.01	1.77	0.035	0.003	0.047	=	0.0023	0.120	-	0	-	比較例	
L	0.015	0.50	2.04	0.048	0.006	0.032	0.165	0.0023	-	-	1.42	-	比較例	
M	0.016	0.48	2.18	0.041	0.006	0.035	0.042	0.0022	0.149	0.038	0.34	2.30	比較例	

※1=(Nb/93)/(C/12)

※2=(Ti/48)/{(S/32)+(N/14)}

【0091】

【表2】

表2

鋼板 No.	鋼No.	FT (°C)	CT (°C)	熱延板中にNbCと 析出して いるC量の割合 (%)	熱延板結 晶粒径 (μm)	焼鈍温度 (°C)	500°Cまで の平均冷却 速度 (°C/s)	500°C又はめつ き後300°Cまで の平均冷却速度 (°C/s)	鋼組織			機械的特性				めっき 処理	備考
									フェライト相の面 積率 (%)	バランイト相の 面積率 (%)	その他の組 織の種類	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	r値		
1		870	600	24	6.4	850	20	20	95	5	-	280	445	39	2.0	-	本発明例
2	A	870	600	24	6.4	850	20	20	94	4	B	290	455	38	1.8	有	本発明例
3		870	600	24	6.4	850	3	20	85	0	P	360	380	35	1.5	-	比較例
4		870	650	36	6.1	850	20	20	93	7	-	350	515	35	1.8	-	本発明例
5	B	870	650	36	6.1	700	20	20	100	0	-	390	430	38	0.8	-	比較例
6		870	650	28	6.2	850	20	20	91	9	-	410	590	31	1.5	-	本発明例
7	C	870	750	15	9.2	850	20	20	93	2	P, B	420	430	33	1.0	-	比較例
8		860	600	37	5.2	860	15	15	92	8	-	390	615	29	1.3	-	本発明例
9	D	860	600	37	5.2	860	15	15	91	8	B	410	625	28	1.3	有	本発明例
10		860	600	32	5.3	870	15	15	90	10	-	410	620	27	1.3	-	本発明例
11	E	860	300	10	8.3	870	15	15	76	8	P	365	550	28	0.7	-	比較例
12	F	870	600	37	5.8	850	20	20	90	5	B, γ	350	635	28	1.4	-	本発明例
13	G	870	600	41	5.0	870	20	20	89	11	-	380	650	27	1.2	-	本発明例
14		860	650	48	5.2	830	20	20	82	15	B	420	680	26	1.2	-	本発明例
15	H	860	650	48	5.2	980	20	20	0	90	B	680	750	19	0.7	-	比較例
16	I	850	650	10	23	880	20	20	97	0	P	350	420	38	1.5	-	比較例
17	J	860	550	1	15	820	20	20	78	12	B	440	570	25	0.8	-	比較例
18	K	870	650	0	12	820	20	20	85	15	-	405	660	22	0.8	-	比較例
19	L	860	600	65	6.0	830	20	20	100	0	-	380	400	33	1.8	-	比較例
20	M	860	600	23	6.7	830	20	20	100	0	-	395	410	31	1.7	-	比較例

B: バイナイト相

P: パーライト相

 γ : 残留オーステナイト相

FT: 仕上圧延出側温度

CT: コイル巻取温度

【0092】

表2に示す調査結果より明らかなように、本発明例では、いずれもTS440MPa以上であり、かつ、平均r値が1.2以上と深絞り性に優れている。これに対し、本発明の範囲を外れる条件で製造した比較例では、強度が不足しているか、或いはr値が1.2未満と深絞り性が劣っている。

【産業上の利用可能性】

【0093】

本発明によれば、TS440MPa以上でありかつ平均r値が1.2以上と深絞り性に優れた高強度鋼板を安価にかつ安定して製造することが可能となり、産業上格段の効果を奏する。例えば、本発明の高強度鋼板を自動車部品に適用した場合、これまでプレス成形が困難であった部位も高強度化が可能となり、自動車車体の衝突安全性や軽量化に十分寄与できるという効果がある。また、自動車部品に限らず、家電部品やパイプ用素材としても適用可能である。

【書類名】要約書

【要約】

【課題】自動車用鋼板等の用途に有用な、引張強さ (TS) が440MPa以上の高強度でかつ高 r 値 (r 値 \geq 1.2) を有する、深絞り性に優れた高強度鋼板およびその製造方法を提供することにある。

【解決手段】本発明の高強度鋼板は、質量%で、C : 0.01~0.05%、Si : 0.01~1.0%、Mn : 1.0~3.0%、P : 0.005~0.1%、S : 0.01%以下、Al : 0.005~0.1%、N : 0.01%以下、Nb : 0.01~0.3%を含有し、かつ、Nb含有量とC含有量が、 $(\text{Nb}/93)/(\text{C}/12)=0.2\sim0.7$ を満たし、残部は実質的にFeおよび不可避免の不純物からなる成分組成を有するとともに、面積率で50%以上のフェライト相と、面積率で1%以上のマルテンサイト相を含む鋼組織を有し、平均 r 値が1.2以上であることを特徴とする。

【選択図】なし

特願 2003-335731

出願人履歴情報

識別番号

[000001258]

1. 変更年月日
[変更理由]

2003年 4月 1日

名称変更

住所変更

住 所
氏 名

東京都千代田区内幸町二丁目2番3号

JFEスチール株式会社

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☒ **BLACK BORDERS**
- ☐ **IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES**
- ☐ **FADED TEXT OR DRAWING**
- ☐ **BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING**
- ☐ **SKEWED/SLANTED IMAGES**
- ☐ **COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS**
- ☐ **GRAY SCALE DOCUMENTS**
- ☐ **LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT**
- ☐ **REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY**
- ☐ **OTHER:** _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.